

- ICA problem for skewed sources // IEEE Electronic Letters, vol. 52, №8, 2016. – P.613-615.
3. Мировой рынок компьютерных тренажеров для обучения операторов: тенденции, вызовы, прогнозы (PDF Download Available). Available from: [https://www.researchgate.net/publication/292960505\\_Mirovoj\\_rynok\\_komputernyh\\_trenazherov\\_dla\\_obucenia\\_operatorov\\_tendencii\\_vyzovy\\_proгноzy](https://www.researchgate.net/publication/292960505_Mirovoj_rynok_komputernyh_trenazherov_dla_obucenia_operatorov_tendencii_vyzovy_proгноzy).
4. Аюев Б.И., Давыдов В.В., Ерохин П.М., Неуймин В.Г. Вычислительные модели потокораспределения в электрических системах // под ред. П.И. Бартоломея. М.: Флинта: Наука, 2008. – С.256.
5. Gurieiev V., Sanginova O. Simulation and study of modes for full-scale mode simulator for Ukrainian energy systems, 2016 2<sup>nd</sup> International Conference on Intelligent Energy and Power Systems (IEPS'2016), June 7-11, Kyiv, Ukraine, pp. 97-100.
6. V. Dozortsev, V. Nazin, A. Oboznov, S. Gutsykova, A. Mironova. Evaluation of the Process Operator Knowledge Formation Resulting from Computer-Based Training // In Proceedings of the ESEC'2015-EUROMEDIA'2015-FUBUTEС'2015 Conference (Lisbon, Portugal, April 27-29, 2015). Pp. 118-123.
7. Dozortsev V.M., Nazin V.A. New Approach to Training of Technical Systems Faults Diagnostic Skills: Use of Probabilistic Models // 13th IFAC Symposium on Information Control Problems in Manufacturing, Moscow, 2009. Pp.701-706.
8. Крон Г. Исследование сложных систем по частям (диакоптика) / Г. Крон. – Москва: Наука, 1972. – 544 с.
9. Operator Training Simulation Global Market Research Study. Market Analysis and Forecast through 2017. ARC Advisory Group. 2012.
10. Аветисян О.В., Гуреев В.О., Сангинва О.В. Розробка та застосування віртуальних ієрархічних структур для моделювання режимів, навчання і тренажу персоналу ОЕС України // Вісник Вінницького політехнічного інституту, 1(124), 2016. – С101-107.

*Поступила 22.02.2018р.*

УДК 621.791:669.2/8:621.643:620.179.1

О.А. Великоіваненко, Київ

О.С. Міленін, Київ

Г.Ю. Саприкіна, Київ

## МЕТОДОЛОГІЯ ЧИСЕЛЬНОГО АНАЛІЗУ СТАТИЧНОЇ МІЦНОСТІ АЛЮМІНІЄВИХ ТРУБОПРОВІДІВ З ДЕФЕКТАМИ В ОБЛАСТІ КІЛЬЦЕВИХ ЗВАРНИХ ШВІВ

**Abstract.** Developed and implemented a set of mathematical models and the means of their computer implementation, allowing to predict the kinetics of the stress-strain state of welded aluminum pipe elements with three-dimensional defects. Criteria for the initiation of macro destruction are proposed. The peculiarities of the influence of such defects on the structural state under the effect of internal pressure are considered.

Розвиток обчислювальних методів і засобів дозволяє широко використовувати сучасні моделі прогнозування стану суцільних середовищ для вирішення практичних питань аналізу фактичного стану, залишкового ресурсу та працездатності відповідальних конструкцій, елементів машин і механізмів в різних галузях промисловості. Одне з характерних питань є оцінка допустимості експлуатаційної дефектності, статичної і тривалої міцності трубопроводів та посудин тиску, що функціонують в умовах складного термосилового навантаження.

Граничний стан зварних конструкційних елементів визначається розвитком докритичного і критичного руйнування матеріалу під дією даної системи термічного і силового впливу і носить доволі локальний характер, який визначається станом матеріалу в місцях послаблення його міцності (зниженої опірності руйнуванню) або в зонах концентраторів механічного напруження. При виробництві і монтажі конструкції можуть формуватися локальні області неоднорідності хімічного складу, структурного стану матеріалу, неоднорідні поля напружень і пружно-пластичних деформацій. Це пояснюється особливостями процесів монтажного або ремонтного зварювання і післязварювальною термічною та механічною обробкою, коли локальний зварювальний нагрів або силовий вплив викликають розвиток незворотних деформацій миттєвої пластичності або повзучості і формування нестационарних структур складнолегованих металів. Відомо, такі локально неоднорідні ділянки конструкцій відрізняються зниженою опірністю різним видам руйнування під час експлуатації, тому аналіз працездатності зварних конструкцій має включати розгляд впливу конкретного режиму зварювання на залишковий стан конструкції [1, 2]. Стосовно трубопровідних елементів характерними місцями зниження міцності матеріалу є області окружних монтажних з'єднань, зварювання яких, часто, не передбачає подальшої термообробки. Тому необхідним етапом аналізу працездатності зварних конструкційних елементів під дією системи експлуатаційних впливів є оцінка їх залишкового стану. Метою цієї роботи є розробка методології чисельного прогнозування напружено-деформованого і граничного стану зварних елементів технологічних трубопроводів з алюмінієвих сплавів і дослідження характерних особливостей впливу тривимірних дефектів несучільності на їх несучу здатність.

Прогнозування розвитку стану металевих конструкцій при зварюванні плавленням передбачає чисельне рішення задач неізотермічної термопластичності з урахуванням температурної залежності властивостей матеріалу. Аналіз граничного стану конструкції в умовах складного термосилового статичного навантаження передбачає оцінку ступеня докритичної і критичної пошкодженості, а також формулювання критеріїв втрати несучої здатності конструкції і її макроскопічного руйнування. В рамках механіки суцільного середовища опис зародження і розвитку докритичного пошкодження матеріалу може бути реалізовано за допомогою відповідних континуальних моделей руйнування, які передбачають введення

поправок у властивості матеріалу в залежності від ступеню його пошкодження без зміни законів кінетики напружено-деформованого стану [3]. Досягнення граничного стану, а саме втрата несучої здатності конструкції в результаті формування макродефектності, визначається, перш за все, виконанням умов зародження або спонтанного розвитку макроскопічного дефекту за механізмом в'язкого, крихко-в'язкого або крихкого руйнування. Тому комплексна задача чисельного аналізу граничного стану відповідальних конструкцій вимагає коректної постановки критеріїв зародження докритичної і критичної пошкодженості матеріалу.

Докритичне руйнування трубопроводів і посудин тиску з алюмінієвих сплавів пов'язано з пластичною деформацією металу конструкції. Критеріями зародження руйнування доцільно взяти деформаційні підходи. За відсутності гострих геометричних концентраторів напружень превалюючим механізмом порушення цілісності матеріалу є в'язке руйнування, яке полягає в зародженні рівномірно розподілених пор. Для прогнозування їх зародження при пластичній течії матеріалу в неізотермічних випадках пропонується використовувати модифікований критерій Джонсона-Кука, згідно з яким в деякому обсязі металу з'являється початкова пористість з концентрацією  $f_0$  при виконанні наступної умови:

$$\chi_k = \int \frac{d\varepsilon_i^P}{\varepsilon_c(T)} > 1, \quad (1)$$

де  $d\varepsilon_i^P = \sqrt{2}/3 \cdot \sqrt{d\varepsilon_{ij}^P \cdot d\varepsilon_{ij}^P}$  – інтенсивність сумарних пластичних деформацій (миттєвої пластичності та повзучості);  $\varepsilon_c(T)$  – критична величина пластичних деформацій.

Подальший зріст концентрації пор в'язкого руйнування при пластичному деформуванні металу, зокрема, при експлуатаційному статичному або циклічному навантаженні, підпорядковується закону Райса-Трейсі з поправкою на накопичення мікропошкоджень, а саме [4]:

$$df = f_0 \cdot K_1 \cdot \exp\left(K_2 \cdot \frac{\sigma_m}{\sigma_i}\right) d\varepsilon_i^P, \quad (2)$$

де  $K_1 = 0,28$ ;  $K_2 = 1,5$  – константи.

Критична деформація  $\varepsilon_c$ , у загальному випадку, залежить від характеристик металу, його температури та жорсткості напруженого стану. Тому величина цього параметру може бути оцінена у відповідності з наступним відношенням [5]:

$$\varepsilon_c = \left[ d_1 + d_2 \cdot \exp\left(-d_3 \cdot \frac{\sigma_m}{\sigma_i}\right) \right] \cdot \left[ d_4 + d_5 \cdot \log\left(\frac{\dot{\varepsilon}^P}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \right] \cdot \exp\left\{ \left[ \frac{\sigma_T - \sigma_T(T)}{B_f} \right]^\xi \right\}, \quad (3)$$

де  $\sigma_m$  – мембранні напруження;  $\sigma_i$  – інтенсивність напружень;  $\sigma_m/\sigma_i$  – параметр жорсткості напруженого стану;  $d_1, d_2, d_3, d_4, d_5, B_f = (1 \dots 1,5) \sigma_T, \xi \approx 3$  – константи матеріалу.

Слід зазначити, що поява рівномірно розподіленої пористості в метали зварних з'єднань за механізмом в'язкого руйнування є не єдиним механізмом порушення цілісності металу шва і зони термічного впливу (ЗТВ). Як показано на рис. 1 на прикладі зварювання встик пластин з алюмінієвого сплаву АМг6, формування пористості в металі шва і ЗТВ має суттєво різні механізми, які визначають розмір, форму і концентрацію мікронесуцільності (металографічні дослідження здійснювалися за допомогою мікроскопа «Neophot-32»).



Рис. 1. Структура металу ЗТВ стикових з'єднань пластин з алюмінієвого сплаву АМг6

Так, метал шва характеризується наявністю пор типу газових включень, що характерно для зварювання алюмінієвих сплавів з великою (1%) концентрацією магнію. При цьому в зоні сплаву характер пористості змінюється, що пояснюється відповідною зміною механізму її утворення: невеликий час перебування металу в рідкій фазі не дозволяє сформуватися бульбашкам газу, тоді як частина легкоплавких евтектик, які залишаються в температурному інтервалі «ликвидус-солидус» в процесі подальшої кристалізації, зменшується в об'ємі і викликає появу пор усадки.

Моделювання процесу формування бульбашок домішок у зварювальній ванні, які не які не встигають виділитися в газову фазу до кристалізації металу, є доволі складним і враховується як наперед задана концентрація мікрodefektів  $f_{g0}$  в металі шва. Додатково враховується вплив внутрішнього тиску дифузних газів, що скупчилися в порах, шляхом урахування зміни обсягу пор від пружного деформування:

$$f_g = f_{g0} \cdot \left[ 1 + \frac{3 \cdot (1 - \nu)}{4 \cdot \pi \cdot E} \cdot P_{пор} \right] \quad (4)$$

Формування пор усадження у твердо-рідкому стані металу пов'язано із специфікою процесів кристалізації, а саме змиканням кристалітного каркасу сплаву з залишковим об'ємом легкоплавких евтектик  $V_K$ , які при подальшому охолодженні та усадці призводить до відповідної пористості. Це явище має спільні риси з механізмом утворення гарячих тріщин при зварюванні та є характерним для алюмінієвих сплавів певних серій.

Але сценарій в'язкого руйнування, що розглядається, не означає критичного пошкодження металу зварного з'єднання та утворення макроскопічних дефектів при зварюванні, а передбачає зародження рівномірно розподіленої пористості, яку складно виявити інструментальними засобами неруйнівного контролю, яка впливає на несучу здатність зварної конструкції, особливо, при наявності на периферії шва додаткових геометричних концентраторів. Об'ємна концентрація усадкових пор  $f_u$  залежить від температурного циклу при зварюванні, зокрема, від максимальної температури нагріву конкретної області конструкції  $T_{max}$ . Так, якщо метал прогрівається вище температури змикання кристалічного каркасу  $T_K$ , то  $f_u$  визначається відповідно до співвідношення:

$$f_u = V_K \cdot \frac{\rho_T - \rho_P}{\rho_T}, T_{max} \geq T_K, \quad (5)$$

де  $\rho_T, \rho_P$  – густина металу у твердій та рідкій фазах відповідно.

При охолодженні металу з максимальних температур, нижче  $T_K$ , об'ємна концентрація набутої усадкової пористості залежить від фактичного об'єму рідкої фази  $V_P$ :

$$df = V_P \cdot \frac{\rho_T - \rho_P}{\rho_T}, T_S < T_{max} < T_K. \quad (6)$$

Об'єм рідкої фази в цьому випадку визначається температурним циклом та властивостями матеріалу за правилом важеля:

$$V_P = \frac{T_{max} - T_S}{T_L - T_S}, T_S < T_{max} < T_K. \quad (7)$$

Зв'язок між залишковим об'ємом легкоплавких евтектик та температурою змикання кристалітного каркасу показує наступний математичний вираз:

$$T_K = T_S + V_K \cdot (T_L - T_S). \quad (8)$$

Таким чином, при зварюванні у можна виділити різні зони, у залежності від характеру розподілу температур та властивостей металу зварюваної конструкції, які визначають об'єм і характер розподілу розсіяної пошкоженості.

Математичний розгляд об'єднаної задачі кінетики температурного поля, розвитку напружено-деформованого стану і формування мікропор базується на скінченно-елементному описанні з використанням восьмивузлових скінчених елементів (СЕ), як це схематично показано на рис. 2.

У границях об'єму, який обмежено елементом, що розглядається, розподіл температур, напружень і деформацій приймається однорідним. Прирошення тензора деформацій (з урахуванням наявності і рівномірного розподілу мікропор) може бути подано у відповідності з наступним виразом [6]:

$$d\varepsilon_{ij} = d\varepsilon_{ij}^e + d\varepsilon_{ij}^p + d\varepsilon_{ij}^c + \delta_{ij} \cdot (d\varepsilon_T + df/3), \quad (9)$$

де  $d\varepsilon_{ij}^e$ ,  $d\varepsilon_{ij}^p$ ,  $\delta_{ij} \cdot d\varepsilon_T$ ,  $\delta_{ij} \cdot df/3$  – компоненти прирощення тензора деформацій, що обумовлені відповідно пружним механізмом деформування, деформаціями миттєвої пластичності, кінетикою неоднорідного температурного поля та пористістю.

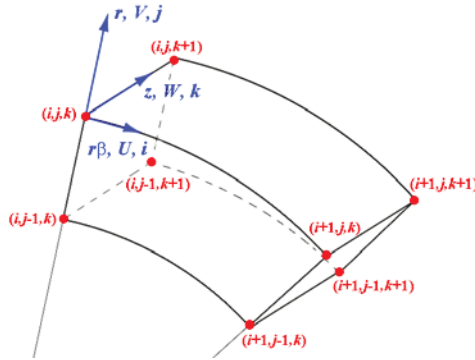


Рис. 2. Схема скінченного елемента у циліндричній системі координат

Тензори механічних напружень  $\sigma_{ij}$  та пружних деформацій  $d\varepsilon_{ij}^e$  пов'язані між собою узагальненим законом Гука, тобто:

$$\varepsilon_{ij}^e = \frac{\sigma_{ij} - \delta_{ij} \cdot \sigma}{2 \cdot G} + \delta_{ij} \cdot (K \cdot \sigma + \varphi), \quad (10)$$

де  $\sigma$  – середнє значення нормальних компонентів тензора напружень  $\sigma_{ij}$ ,

$$\sigma = \frac{(\sigma_{\beta\beta} + \sigma_{zz} + \sigma_{rr})}{3}, \quad K = \frac{1 - 2 \cdot \nu}{E} \text{ – модуль об'ємного стискання, } E \text{ – модуль$$

Юнга,  $\nu$  – коефіцієнт Пуасона,  $G = \frac{E}{2 \cdot (1 + \nu)}$  – модуль зсуву,  $\delta_{ij}$  – символ

Кroneкера, тобто:  $\delta_{ij} = 1$ , якщо  $i = j$  та  $\delta_{ij} = 0$ , якщо  $i \neq j$ .

Прирощення тензора деформацій можуть бути подані у вигляді суперпозиції прирощення відповідних складових:

$$\Delta\varepsilon_{ij} = \Psi \cdot (\sigma_{ij} - \delta_{ij} \cdot \sigma) + \delta_{ij} \cdot (K \cdot \sigma + \Delta\varepsilon_T + \Delta f/3) - \frac{1}{2 \cdot G} \cdot (\sigma_{ij} - \delta_{ij} \cdot \sigma)^* - (K \cdot \sigma)^*, \quad (11)$$

де знак \* відносить відповідну змінну до попереднього кроку простеження,  $\Psi$  – функція стану матеріалу визначає умову пластичної течії у відповідності з критерієм Мізеса з додатковим урахуванням зменшення несучого нетоперерізу скінченного елемента в результаті формування несучільності в рамках моделі Гурсона-Твергаарда [7]:

$$\Psi = \frac{1}{2 \cdot G}, \text{ якщо } \sigma_i < \sigma_s = \sigma_T \cdot \sqrt{1 + (q_3 \cdot f')^2 - 2 \cdot q_1 \cdot f' \cdot \cosh\left(q_2 \cdot \frac{3 \cdot \sigma_m}{2 \cdot \sigma_T}\right)},$$

$$\Psi > \frac{1}{2 \cdot G}, \text{ якщо } \sigma_i = \sigma_s, \quad (12)$$

стан  $\sigma_i > \sigma_s$  неприпустимий.

Визначення величини функції  $\Psi$  виконується інтегруванням на кожному кроці чисельного простежування (за часом або за прирощенням навантаження) в рамках крайової задачі нестационарної термопластичності, що дозволяє вирішити нелінійність за пластичною текучістю матеріалу з урахуванням його докритичного пошкодження. Вирішальна система рівнянь у змінних вектора прирощення переміщень у вузлах СЕ на кожному кроці простеження та ітерацій за  $\Psi$  визначається мінімізацією функціонала  $E$  (варіаційний принцип Лагранжа):

$$E = -\frac{1}{2} \cdot \sum_V (\sigma_{ij} + J_{ij}) \cdot \Delta \varepsilon_{ij} \cdot V_{m,n,r} + \sum_{S_p} P_i \cdot \Delta U_i \cdot \Delta S_p^{m,n,r}, \quad (13)$$

де  $\sum_V$  – оператор суми за внутрішнім СЕ,  $\sum_{S_p}$  – оператор суми за поверхневим СЕ, на яких задані компоненти силового вектора  $P_i$ .

Як було описано вище, при відсутності гострих геометричних концентраторів переважним механізмом руйнування є в'язке руйнування, яке полягає у зародженні та розвитку мікропор матеріалу при інтенсивному пластичному деформуванні. Це призводить до формування макродефектів та порушенню цілісності конструкції. Як критерій зародження макродефектності матеріалу теплового елемента (ТЕ) в даній роботі прийнято чисельний критерій крихко-в'язкого руйнування, а саме [8]:

$$\left(\Psi - \frac{1}{2 \cdot G}\right)_{KP} \geq \frac{\varepsilon_f - \varepsilon_p^*}{1,5 \cdot \sigma_i} \approx \frac{\varepsilon_f - \varepsilon_p^*}{1,5 \cdot \sigma_s(\varepsilon_p, T)};$$

$$f \rightarrow f_d = \frac{1}{q_1} \cdot \exp\left(-\frac{3 \cdot q_2 \cdot \sigma_m}{2 \cdot \sigma_T}\right); \quad (14)$$

$$\frac{\sigma_1}{1 - 2 \cdot f/3} > S_K,$$

де  $S_K$  – напруження мікротріщини.

Таким чином, умова (14) формує комплексний критерій крихко-в'язкого руйнування матеріалу з урахуванням зміни його границі текучості при пластичному деформуванні (зміцненні) та докритичної пошкоженості. Якщо зазначений процес втрати несучої здатності СЕ здійснюється на даному етапі навантаження, охоплюючи все більшу кількість сусідніх СЕ, та не дозволяє перейти до наступного кроку навантаження, то даний крок визначає граничне навантаження «спонтанного руйнування».

Стосовно до технологічних трубопроводів у промислових системах атомної і теплової енергетики, а також до різних зварних посудин тиску широко застосовуються конструкційні алюмінієві сплави. При цьому, характерною особливістю їх зварювання є підвищена схильність до утворення в металі шва і зоні сплавлення газових пор та мікронадривів. Оцінка припустимості дефектів зварювання для паливний елемент (ПЕ) та посудин тиску відповідно до вимог вітчизняних норм розглядає максимально допустиму концентрацію без урахування особливостей залишкового напружено-деформованого стану та умов експлуатації. Це пов'язано із складністю процесів руйнування локально несучільного матеріалу конструкції, тому експертна оцінка текучого стану відповідальних ПЕ та посудин тиску, а також прогнозування їх працездатності, можуть бути виконані за методикою, що викладена вище і відповідних критеріїв граничного стану. Без суттєвого обмеження узагальнення дослідження, було виконано моделювання характеру впливу зварювального циклу на стан конструкції на прикладі дугового зварювання ПЕ ( $D = 260$  мм,  $\delta = 5,7$  мм) із алюмінієвого сплаву АМг6. Параметри опору даного матеріалу до різних видів руйнування вибрані такі:  $\epsilon_c = 0,015$ ,  $f_0 = 0,05$ ,  $f_{g0} = 0,01$ ,  $V_K = 0,1$ . Результати розрахунку кінетики температурного поля та розвитку напружено-деформованого стану конструкції при монтажному зварюванні з погонною потужністю теплового впливу  $Q = 1,04$  кВт/мм приведено на рис. 3.

Розподіл напружень є характерним для монтажного зварювання окружних швів при цьому вплив різної схильності матеріалу до в'язкого руйнування (зменшення  $\epsilon_c$  з 0,015 до 0,010) виявляється в металі шва та ЗТВ відповідною неоднорідністю напружень, як це показано на рис. 3, в. Це пояснюється характерною зміною природи руйнування металу при зварюванні: при  $\epsilon_c = 0,015$  основною причиною виникнення несучільностей є, перш за все, газові включення, поява яких в металі рідкої ванни не залежить від деформаційної здатності металу, та усадочної пористості в області твердо-рідкого стану матеріалу у діапазоні температур 560 – 640 °С. Зменшення  $\epsilon_c$  до 0,01 викликає виникнення суттєвої області мікронадривів, обумовлених обмеженою деформаційною здатністю металу, що фактично знижує його технологічну міцність за механізмом, що подібний гарячому розтріскуванню, що характерно для зварювання алюмінієвих сплавів.

У випадку виявлення полуеліптичного дефекту стоншення стінки корозійно-ерозійної або механічної природи на зовнішній поверхні алюмінієвого ПЕ, що розглядається, граничний тиск, який може витримати така конструкція, залежить від характеру подальшого виникнення, розвитку та взаємодії мікропор матеріалу при досягненні суттєвих значень зовнішнього силового впливу і відповідного в'язкого руйнування в області плавного концентратора. На рис. 4 показаний розвиток пористості алюмінієвого трубопроводу з дефектом стоншення в області зварного шва при збільшенні внутрішнього тиску.



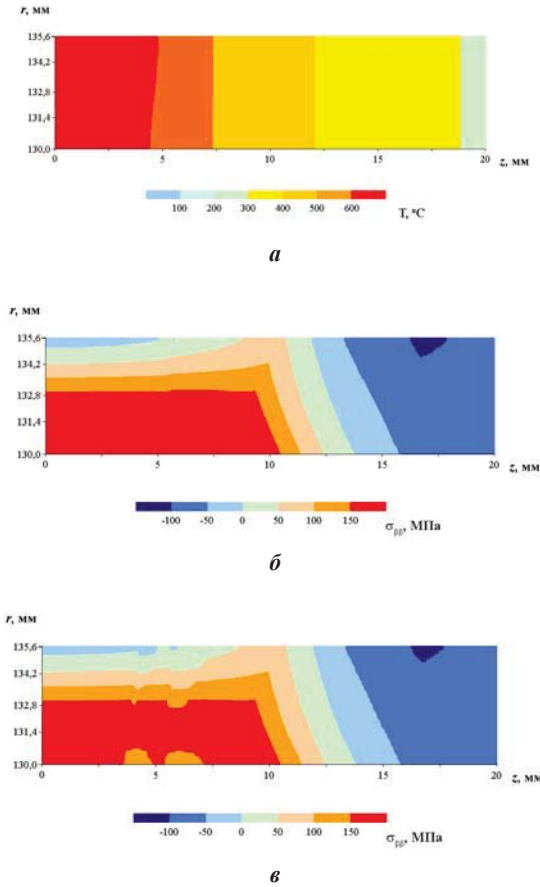


Рис. 3. Розподіл максимальних миттєвих температур та поля окружних залишкових напружень при зварюванні алюмінієвого ПЕ: *a* – розподіл температур, поля окружних залишкових напружень  $\sigma_{\beta\beta}$  при  $\varepsilon_c = 0,015$  – *б* та  $\varepsilon_c = 0,010$  – *в*.

Так, рівномірно розподілена мікронесуцільність в області металу шва і ЗТВ поступово розвивається та починає взаємодіяти з геометричним концентратором, що викликає пластичну нестійкість матеріалу ПЕ та його руйнування. Належить відзначити, що незначна жорсткість напруженого стану конструкції у випадку, що розглядається, не викликає суттєвого росту об'ємної концентрації пор при розвитку пластичних деформацій. Тому важливим показником ступеня пошкодженості конструкції при зварюванні є об'єм пор, що зароджуються при виконанні відповідних умов пластичного деформування або температурних режимів.

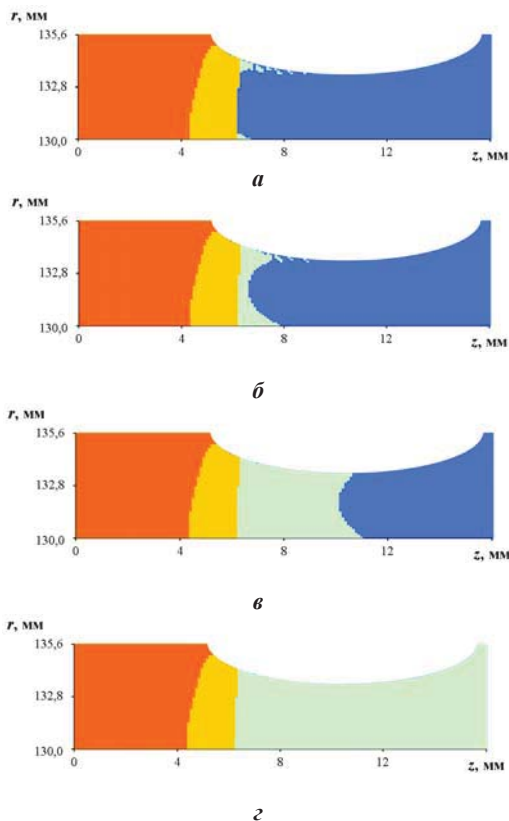


Рис. 4. Области виникнення мікронесуцільностей металу при навантаженні внутрішнім тиском алюмінієвого ПЕ з виявленим дефектом стоншення на периферії кільцевого зварного шва при різному внутрішньому тиску ( $P$ ) в трубі: *a* – 0 МПа; *б* – 4,0 МПа; *в* – 5,0 МПа; *г* – 5,8 МПа (■ – газові включення, ■ – усадкова несучість, ■ – деформаційні мікронадриви, ■ – непошкоджений метал)

Вплив параметрів схильності матеріалу до в'язкого руйнування  $\varepsilon_c$ ,  $f_0$  та  $f_{g0}$  на величину граничного тиску у зварному алюмінієвому ПЕ показано на рис. 5.

З цих даних можна зробити висновок, що природний розкид параметрів зародження газових включень і значень максимальної деформаційної здатності матеріалу має невеликий вплив на граничний тиск в трубопроводі. Це пояснюється, зокрема, тим, що діапазон припустимого варіювання значення  $\varepsilon_c$  обмежений запитами технологічної міцності матеріалу: суттєвий розвиток в'язкого руйнування за механізмом мікронадриву переходить у макродефектність типу гарячих тріщин із значними концентраторами напружень при вершині тріщини.

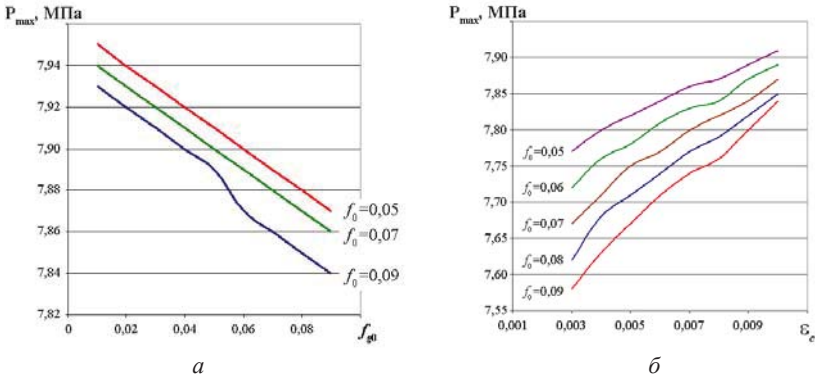


Рис. 5. Залежності значень граничного тиску у зварному алюмінієвому трубопроводі від  $f_{g0} - a$  та  $\varepsilon_c$  при різних значеннях  $f_0 - б$

Як приклад оцінки впливу дефектів типу газових включень було досліджено впливи множинної пошкодженості кільцевого зварного шва алюмінієвого ПЕ ( $D = 260$  мм,  $\delta = 5,7$  мм) з макроскопічними порами ( $dp = 0,5$  мм), зокрема, було визначено вплив взаємного розташування пор у підповерхневій області конструкції. Так, у залежності від відстані між дефектами несучільності металу до поверхні трубопроводу змінюється локальний розподіл головних напружень (рис. б).

З наведених результатів розрахунку поля окружних напружень видно, що при розташуванні множинного дефекту по відношенню до зовнішньої поверхні труби ближче діаметру окремої пори формується локальний концентратор напружень, в результаті чого збільшується схильність до макроруйнувань конструкції. При цьому розмір окремих пор  $dp$  не має суттєвого впливу на поле напружень, що можна пояснити локалізацією процесів руйнування металу, яке має місце в зоні ізольованих геометричних концентраторів. Тому важливим фактором під час визначення припустимості множинних дефектів типу газових включень є їх взаємне розташування та близькість несучільності до поверхні конструкції.

## Висновки

Розроблено комплекс математичних моделей та програмних засобів їх реалізації для чисельного прогнозування спільних процесів термодеформування і докритичного руйнування металу зварних алюмінієвих трубопровідних елементів під впливом внутрішнього тиску. Запропоновано критерії зародження мікро- та макроруйнування конструкції за в'язким та крихко-в'язким механізмами при пластичному притику металу.

На прикладі характерного трубопровідного елемента із сплаву АМгб з дефектом локального стоншення стінки у області монтажного кільцевого шва розглянуто особливості зародження і розвитку пошкодження зварного

трубопроводу. Показано, що незначна жорсткість напруженого стану конструкції, не викликає суттєвого росту об'ємної концентрації пор в'язкого руйнування при розвитку пластичних деформацій. Тому важливим показником ступеня пошкодженості таких трубопровідних елементів є об'єм пор, що зароджуються при виконанні відповідних умов пластичного деформування або температурних режимів.

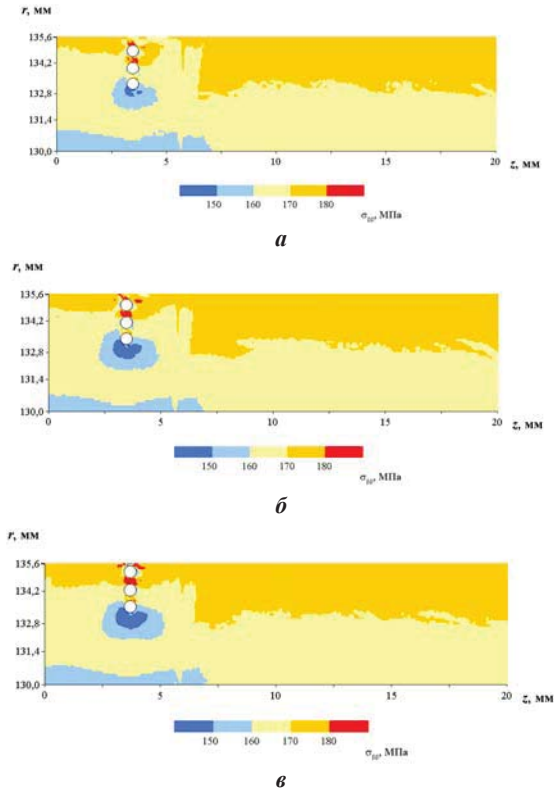


Рис. 6. Распределение окружных напряжений в сечении алюминиевого трубопровода с множественными газовыми включениями в металле кольцевого сварного шва на различном расстоянии ( $dl$ ) до наружной поверхности:  $a$  – 0,5 мм,  $b$  – 0,3 мм,  $v$  – 0,2 мм

Показано, що у випадку наявності множинних газових пор у металі зварного шва зниження несучої здатності трубопровідного елемента належить очікувати тільки при взаємодії такого роду дефектів між собою або з поверхнею конструкції. Ця взаємодія виявляється у випадку, якщо проміжок між порами (або від пори до поверхні труби) не перевищує характерного розміру дефекту. При цьому виникає локальне підвищення інтенсивності напружень, зародження докритичного пошкодження та сприятливі умови до зародження макродефекта.

1. *Dong P.* Welding residual stresses and effects on fracture in pressure vessel and piping components: A millennium review and beyond / P. Dong, F.W. Brust // *Journal of Pressure Vessel Technology*. – 2000. – Vol. 122. – P.329-338.
2. *Hobbacher A.* Recommendations for Fatigue Design of Welded Joints and Components / A. Hobbacher // *IIW XIII-2151r4-07/XV-1254r4-07*. Paris: IIW. – 2008. – 149 p.
3. *Xue L.* Damage accumulation and fracture initiation in uncracked ductile solids subject to triaxial loading / L. Xue // *Int. J. of Solids and Structures*. – № 44. – 2007. – P.5163-5181.
4. *Карзов Г.П.* Физико-механическое моделирование процессов разрушения / Г.П. Карзов, Б.З. Марголин, В.А. Швецова. С-Пб.: Политехника, 1993. – 391 с.
5. *Lemaitre J.* Engineering Damage Mechanics. Ductile, Creep, Fatigue and Brittle Failures / J. Lemaitre, R. Desmorat. – Berlin: Springer-Verlag, 2005. – 292 p.
6. *Махненко В.И.* Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций / В.И. Махненко – Киев: Наукова думка, 2006. – 618 с.
7. *Xue L.* Constitutive modeling of void shearing effect in ductile fracture of porous materials / L. Xue // *Engineering Fracture Mechanics* – № 75. – 2008. – P.3343-3366.
8. *Milenin O.* Numerical prediction of the current and limiting states of pipelines with detected flaws of corrosion wall thinning / O. Milenin // *Journal of hydrocarbon power engineering*. – Vol. 4. – Issue 1. – 2017. – P.26-37.

*Поступила 1.03.2018р.*

УДК: 519.63

В.В. Хайдуров, Київ

## **БАГАТОСІТКОВИЙ МЕТОД ВИРІШЕННЯ НЕЛІНІЙНИХ ОБЕРНЕНИХ ЗАДАЧ ЕЛЕКТРО- ТА ТЕПЛОЕНЕРГЕТИКИ**

**Abstract.** In the article on the example of optimization of thermophysical characteristics of internal heaters of an electric industrial furnace, the applied problem of finding a numerical solution of IHCP for the search of optimal temperatures is described. The aim of the work is the modification and application of multigrid method of IHCP solution. On the basis of the proposed method, mathematical and computer modeling of thermal processes in the elements of turbomachines, boiler plants, internal combustion engines, non-ferrous metallurgy aggregates, and the determination of the thermophysical properties of polycrystalline superhard materials is carried out.

**Вступ.** Для вирішення проблем, які описані в [3, 4], одним із основних інструментів є вирішення обернених задач теплопровідності (ОЗТ). Більшість ОЗТ мають некоректну постановку. Даний клас задач відноситься до класу задач на умовний екстремум, де в якості обмеження виступає саме ж рівняння теплопровідності.

Пошук чисельного розв'язку подібних задач має ряд труднощів [2, 5]. Однією із основних труднощів ОЗТ – питання коректності постановки задачі.